

Парусов Э.В.,*
Сычков А.Б.,**
Губенко С.И.,***
Парусов О.В.,****

Амбражей М.Ю.***

* Институт черной металлургии
им. З. И. Некрасова НАН Украины,
г. Днепропетровск, Украина,

** Магнитогорский государственный
технический университет им. Г. И. Носова
г. Магнитогорск, Россия,

*** Национальная металлургическая
академия Украины,
г. Днепропетровск, Украина,

**** ОАО «Молдавский металлургический
завод»
г. Рыбница, Молдова

E-mail: tometal@ukr.net

О СКЛОННОСТИ БУНТОВОГО ПРОКАТА К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ В ПРОЦЕССЕ ВОЛОЧЕНИЯ

УДК 621.771.25:621.778:539.4

Исследовано влияние химического состава сталей на склонность к деформационному старению бунтового проката при различных температурах. Показано, что борсодержащие стали обладают более стабильными значениями механических свойств при температурах реального технологического процесса (волочения) 150 ... 300 °С, что позволяет с большой точностью (± 30 МПа) прогнозировать класс прочности холоднодеформированной проволоки, а также повышать технологическую пластичность бунтового проката при волочении.

Установлено, что сталь без бора по сравнению с борсодержащим прокатом характеризуется более низкими значениями временного сопротивления, локализованного удлинения (относительного сужения) и показателем степени деформационного упрочнения n .

Показано, что повышение межпластиночного расстояния в перлите (S_0) приводит к уменьшению степени деформационного упрочнения (n) и, следовательно, способности металла к равномерному формоизменению. Это свидетельствует о том, что S_0 оказывает значимое влияние на показатель n , воздействуя на дислокационную субструктуру металла, формирующуюся в процессе деформации.

Ключевые слова: бунтовой прокат, деформационное старение, химический состав, механические свойства, волочение

Введение и состояние проблемы

Важным звеном в обеспечении потребностей рынка в металлопрокате является получение качественных сталей, в частности, для производства высокопрочных видов изделий. Очевидно, одним из важнейших факторов, обеспечивающих более эффективное использование метизных изделий, следует считать повышение их исходной прочности, что способствует не только увеличению надежности и долговечности конструкций, но и снижению их металлоемкости. Кроме этого, особую роль имеют такие показатели, как коэффициент использования металла, удельные затраты труда и энергии, которые должны быть наиболее оптимальными при комплексной разработке современных технологических схем производства проката в условиях металлургических предприятий. В этой связи эффективным подходом является комплексный выбор рациональных композиций химического состава сталей и использование таких режимов деформационно-термической обработки (ДТО), которые обеспечивают наилучшее сочетание механических свойств и структуры металла. Ориентирование на современные требования, предъявляемые к качеству высокопрочной холоднодеформированной проволоки, а также существующие схемы её производства ставят задачи постоянного совершенствования режимов ДТО бунтового проката в потоке проволочных станков.

Обеспечение требуемого класса прочности готовой металлопродукции неразрывно связано с деформационным упрочнением сталей, применяемых при волочении бунтового проката на метизных предприятиях. К примеру, на поведение проката из высокоуглеродистых марок сталей при пластической деформации существенное влияние оказывает величина напряжения течения, которая зависит от морфологии и степени дисперсности цементита. Влияние межпластиночного расстояния (S_0) в перлите на напряжение течения в высокоуглеродистой стали аналогично влиянию размера зерна феррита в низкоуглеродистых сталях: с уменьшением S_0 напряжение течения повышается [1]. Деформационное упрочнение стали в процессе одноосного растяжения (и близких по сути процессов деформации, к примеру, холодно-го волочения) возможно описать при помощи уравнения Холломоны [2]:

$$S = K \cdot e^n, \quad (1)$$

где S – истинное напряжение, МПа;

e – истинная (логарифмическая) деформация;

K – коэффициент деформационного упрочнения, МПа;

n – показатель степени деформационного упрочнения ($n < 1$) [3].

Согласно работы Харта [4], показатель степени деформационного упрочнения характеризует устойчивость деформации при растяжении и численно равен величине равномерного удлинения [1]. Следовательно, увеличение показателя степени деформационного упрочнения (n) свидетельствует о повышении способности металла к равномерному формоизменению в процессе деформации. В частности, такое положение регламентировано стандартами ISO 10275:2007 [5], ASTM E646 и используется при оценке механических свойств листового проката, подвергаемого переработке способом штамповки.

По аналогии с известным законом Морриса для низкоуглеродистых сталей [6, 7], повышение среднего значения структурного элемента (S_0) может привести к уменьшению величины n и, следовательно, снижению способности к равномерной деформации. Из сказанного следует, что размер структурного элемента влияет на показатель n , воздействуя на дислокационную субструктуру, формирующуюся в процессе деформации.

Известно, что при деформации в ферритных пластинах перлита проходят процессы скольжения, возникают дислокационные скопления и формируется ячеистая или фрагментированная субструктура. Скольжение развивается в феррите вдоль цементитных пластин, если плоскости $\{211\}_f$ благоприятно ориентированы к внешним напряжениям. С развитием деформации субзерна разворачиваются, при этом угол их разориентировки увеличивается [1, 8]. Если $\{211\}_f \parallel \{001\}_c$, цементит перлита может деформироваться скольжением или сбросом; если же нет, то цементит начинает дробиться и пластинчатое строение перлита не сохраняется. Упрочнение стали происходит в результате увеличения плотности дислокаций в феррите и цементите, а также на межфазных границах феррит-цементит, а ячеистая или фрагментированная субструктуры может содержать раздробленные пластины цементита. Согласно [9] толщина цементитных пластин оказывает решающее значение на деформируемость (пластичность) перлитных сталей, которая обратно пропорциональна показателю деформационного упрочнения при волочении.

Используемая на метизных предприятиях технологическая операция патентирования бунтового проката из высокоуглеродистой стали позволяет добиться более дисперсной и однородной по объему металла структуры, называемой сорбитом. В этом случае деформация, возникающая при волочении, протекает более равномерно по объему металла, с предпочтительной ориентацией цементитных пластин, как правило, вдоль оси деформации и сопровождается их изгибом и/или сбросообразованием. Перлитная структура по своей природе является композиционным материалом. Изменение прочности и пластичности таких сталей в процессе волочения в большей степени определяется цементитной составляющей, степенью её дисперсности распределения в ферритной матрице. Так как твердость цементита значительно превосходит этот показатель ферритной матрицы [10, 11] то пластины цементита, ориентированные вдоль оси деформации, можно рассматривать в качестве армирующего материала. Следовательно, дополнительный эффект упрочнения в процессе волочения бунтового проката в проволоку достигается за счет благоприятного ориентирования цементитных пластин.

Повышение содержания углерода в стали вызывает рост, как прочностных показателей металла, так и степени деформационного упрочнения в процессе последующей холодной деформации [12]. Однако необходимо понимать, что при волочении бунтового проката помимо деформационного упрочнения происходит деформационное старение, которое может оказывать негативное воздействие на пластичность металла. Под деформационным старением понимают изменение прочностных свойств металла, которое возникает вследствие воздействия холодной или горячей («теплой») деформаций [13, 14]. Одним из последствий деформационного старения являются эффекты упрочнения или охрупчивания сталей. В том случае, когда перечисленные эффекты наблюдаются после деформации металла в процессе выдержки в окружающей среде или при температурах термической активации (100 ... 500 °С) старение называют статическим (СДС), а в процессе самой деформации – динамическим (ДДС). С целью минимизации развития деформационного старения постоянно изыскиваются технологические решения и способы, которые способны уменьшить интенсивность его развития в сталях. Механизм деформационного старения базируется на закономерностях взаимодействия примесных атомов углерода и азота с дислокациями, возникающими в процессе деформации металла. В связи с этим, на протяжении многих лет выполняются исследования, направленные на поиск эффективных композиций химического состава и режимов ДТО сталей. Это способствует уменьшению блокировки дислокаций атомами углерода и азота, а, следовательно, позволяет повысить предельную деформируемость металла. Последнее положение является наиболее важным для металлопроката, используемого при производстве холоднодеформированной проволоки как из низко-, так и высокоуглеродистых сталей [14, 15].

Несмотря на значительное количество исследований, вопросы, связанные с влиянием бора на изменение механических свойств бунтового проката в процессе деформационного старения, досконально не исследованы [14, 15], что предопределяет актуальность проведения настоящих исследований.

Цель работы

Исследовать влияние химического состава сталей для бунтового проката на склонность к деформационному старению при различных температурах.

Материал и методики исследований

В качестве материала для проведения исследований использованы промышленные партии бунтового проката из сталей С80D, С86D (EN 16120-1:2011) и Св-08Г2С (ТУ У 27.1-23365425-653:2010). Химический состав сталей приведен в табл. 1. Определение механических свойств проката при температурах 20 ... 500 °С выполняли на универсальной испытательной машине TTDM Instron, оснащенной высокотемпературной (нагревательной) приставкой. Показатель степени и коэффициент деформационного упрочнения определяли в соответствии с методикой стандарта ISO 10275:2007.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Диаметр проката, мм	Химический состав стали, % (масс.)							
		C/Mn	Si	P/S	Cr	Ni	Cu	N	B
Св-08Г2С	5,5	0,05/1,85	0,75	0,010/0,003	0,04	0,07	0,17	0,009	-
Св-08Г2С	5,5	0,05/1,77	0,74	0,009/0,003	0,05	0,06	0,18	0,009	0,0074
С80D	5,5	0,82/0,56	0,21	0,001/0,003	0,04	0,05	0,15	0,008	0,0019
С86D	10,0	0,87/0,64	0,20	0,010/0,003	0,03	0,05	0,17	0,007	0,0017
С86D	10,0	0,83/0,61	0,21	0,010/0,011	0,03	0,02	0,03	0,001	-

Результаты исследований и их обсуждение

Влияние бора, как химического элемента, оказывающего положительное влияние на снижение дегазации стали (по содержанию азота) и СДС подробно рассмотрено в работе [16]. Исследования показывают, что повышение прочностных показателей, которые обусловлены СДС, в бунтовом прокате из борсодержащих сталей ниже, чем в сталях без бора, а более выраженное отличие при этом наблюдается для временного сопротивления разрыву [16, 17]. Снижение склонности бунтового проката к деформационному старению при волочении в проволоку является одним из важных критериев повышения его качества [18].

В нормативной документации требования к показателям металла, которые связаны с деформационным старением, оговариваются в достаточно редких случаях и обычно связаны с условиями его эксплуатации. К примеру, арматурный прокат по требованиям стандартов ГОСТ 10884-94 и ДСТУ 3760-98 подвергают испытаниям на изгиб с разгибом после остаривающего нагрева, а EN 10080 регламентирует перед испытанием на растяжение проведение специальной обработки при температуре 100±10°С в течение 50 ... 75 мин с последующим охлаждением на спокойном воздухе. Старение холоднодеформированного металла обычно приводит к снижению показателей пластичности, повышению прочности и склонности к хрупкому разрушению [14], что обязательно должно учитываться при отработке технологии производства.

Нормативная документация на производство бунтового проката и изготовленную из него проволоку не регламентирует проведение специальных испытаний на старение, однако, необходимо понимать, что параметры структуры, температурно-скоростные условия волочения и влияние ДДС напрямую влияют на формирование конечного комплекса механических свойств готовой металлопродукции [13-16]. С точки зрения определения ресурса (запаса) технологической пластичности бунтового проката из сталей различного марочного состава в процессе деформации необходимым является изучение особенностей протекания деформационного старения непосредственно при температурах реального технологического процесса (волочения) [14 - 16].

Исследования, выполненные в работе [14] (рис. 1), свидетельствуют о том, что температурная зависимость ДДС в углеродистых сталях имеет два температурных интервала экстремального изменения механических свойств, при этом они характерны для различных структурных состояний (горячекатаное, нормализованное, закаленное, после нормализации с отпуском и закалки с отпуском). Изменение меха-

нических свойств металла в интервале температур 150 ... 300 °С связано с синеломкостью стали, вызванной развитием ДДС [14], а в интервале температур 400 ... 500 °С – с перераспределением дислокаций и примесных атомов углерода и азота в феррите, а также динамической сфероидизацией цементита, приводящей к обогащению границ субзерен углеродом. Перечисленные факторы оказывают влияние на повышение прочностных и снижение пластических показателей углеродистых сталей, которое отчетливо проявляется в последнем случае.

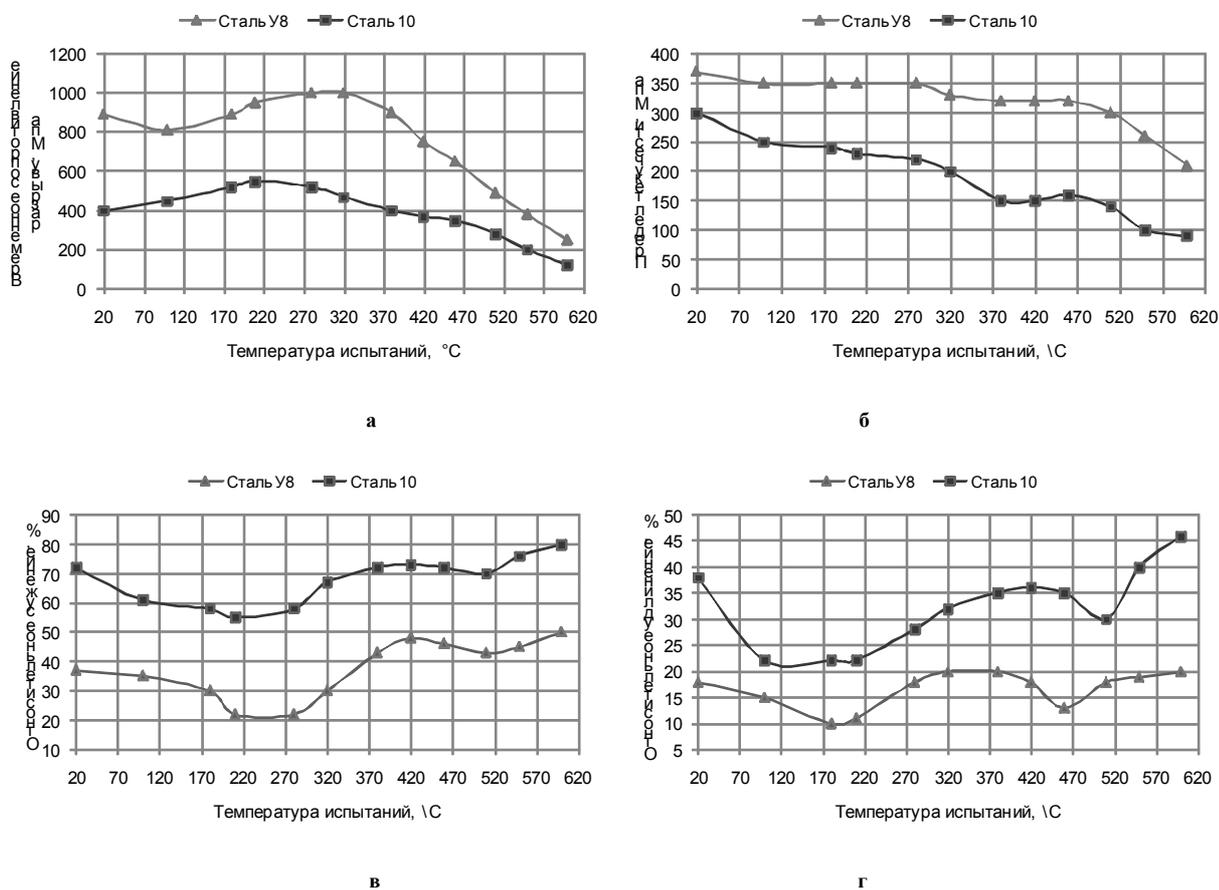


Рис. 1 – Влияние температуры на изменение механических свойств стали при деформации растяжением [14]:
а – временное сопротивление разрыву;
б – предел текучести;
в – относительное сужение;
г – относительное удлинение

В связи с изложенным представляло интерес провести сравнительный анализ влияния температурного фактора на развитие ДДС и изменение механических свойств проката при деформации растяжением борсодержащих сталей и сталей без бора.

Результаты исследований для бунтового проката из стали С80D приведены на рис. 2. Анализируя полученные данные можно сделать вывод о том, что влияние температуры на изменение механических свойств (вид кривых) проката из стали С80D без бора и с бором имеет почти идентичный вид. Однако в интервале температур 20 ... 320 °С вид кривых борсодержащей стали имеет более стабильную область значений механических характеристик по сравнению со сталью без бора, что объясняется особенностями формирования структуры борсодержащих сталей, а также снижением негативного воздействия азота [16 - 19].

В соответствии с установленными особенностями при деформации растяжением борсодержащего металла из стали С80D представляло интерес выполнить аналогичные исследования для бунтового проката из стали Св-08Г2С. В одну из плавок этой стали ввод бора осуществляли по стехиометрическому соотношению атомных весов бора к азоту ($B : N = 0,7718$), чем обеспечивалось полное связывание последнего.

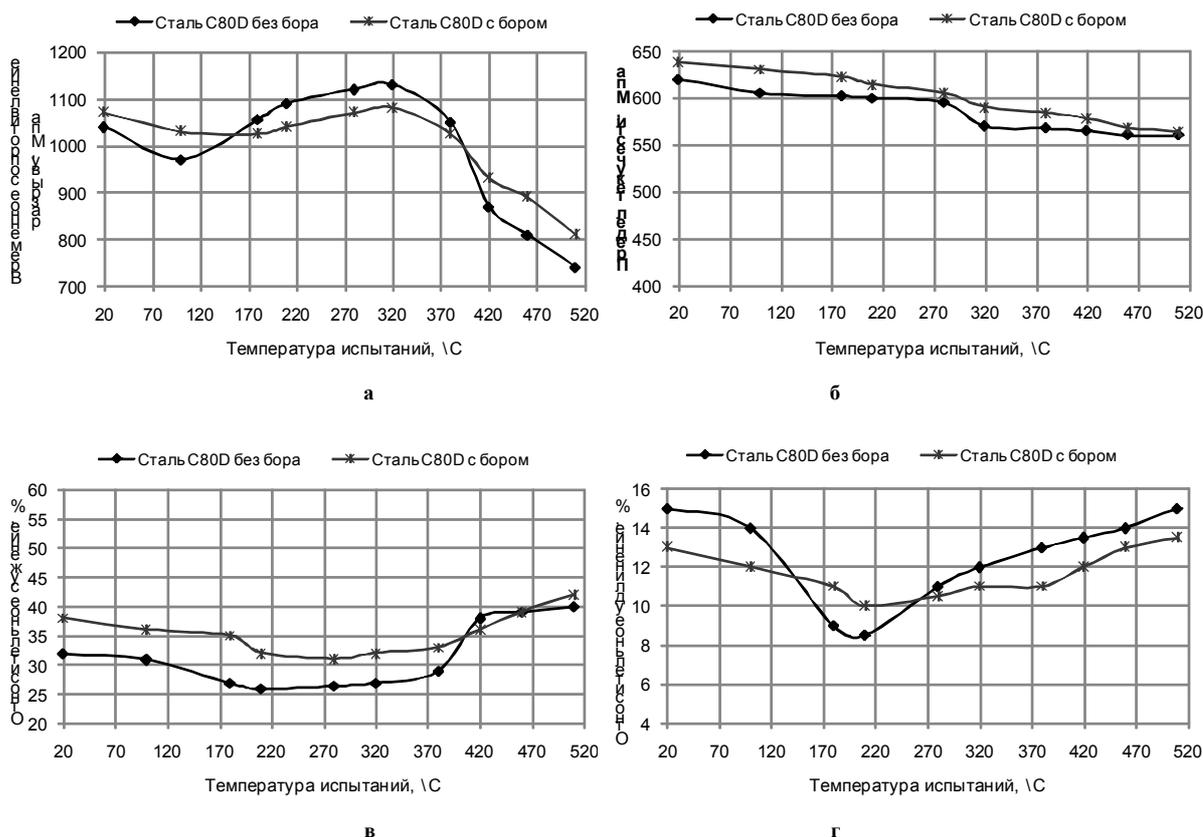


Рис. 2 – Влияние температуры на изменение механических свойств стали С80D при деформации растяжением:
а – временное сопротивление разрыву;
б – предел текучести;
в – относительное сужение;
г – относительное удлинение

Результаты сравнительного исследования борсодержащего проката и металла без бора приведены на рис. 3. Вид полученных кривых свидетельствует о том, что борсодержащий прокат из стали Св-08Г2С, по аналогии со сталью С80D с добавкой бора имеет почти постоянный диапазон значений механических свойств. В частности, временное сопротивление разрыву и относительное сужение характеризуются более стабильной областью значений в интервале температур 20 ... 320 °С, что оказывает положительное влияние на технологическую пластичность металла при волочении. Это подтверждается практическими данными, которые зафиксированы в производственных условиях при волочении борсодержащего проката из стали Св-08Г2С. При этом для стали без бора в интервале температур 20 ... 270 °С наблюдается монотонное уменьшение относительного сужения, с последующим повышением выше температуры 370 °С.

Бунтовой прокат из стали, содержащей бор, и металл без бора, изготовленный из стали Св-08Г2С имеют мультифазную структуру: в ферритной матрице распределяются участки перлита, и бейнито-мартенситные зоны. Это свидетельствует о том, что процессы структурообразования носят более сложный характер по сравнению с высокоуглеродистыми сталями, а количество закалочных структур (рис. 4) зависит от режима ДТО (скорости воздушного охлаждения металла на линии Стелмор). Наблюдаемое в температурном интервале 100 ... 150 °С снижение временного сопротивления разрыву связано с началом распада бейнито-мартенситных структур, количество которых в борсодержащей стали в 3 ... 3,5 раза меньше, чем в стали без бора и составляет не более 5 % [20]. Влияние режимов ДТО на изменение механических свойств проката в зависимости от температуры разогрева отчетливо проявляется при сопоставлении с результатами эксперимента, выполненного в работе [21]. Необходимо отметить, что исследуемые стали объединяет следующая закономерность: борсодержащий прокат обладает более стабильными значениями механических свойств при температурах реального технологического процесса (волочения) 150 ... 320 °С, что позволяет с большой точностью (± 30 МПа) прогнозировать класс прочности изготавливаемой холоднодеформированной проволоки и повышать степень её предельной деформируемости. С точки зрения повышения пластических показателей металла при волочении наиболее предпочтительным является полное связывание азота бором, однако такое положение для проката из высокоуглеродистой стали не подтвердилось, ввиду негативного воздействия сегрегаций бора на ход перлитного превращения эвтектоидных сталей и их преждевременное охрупчивание при волочении [16].

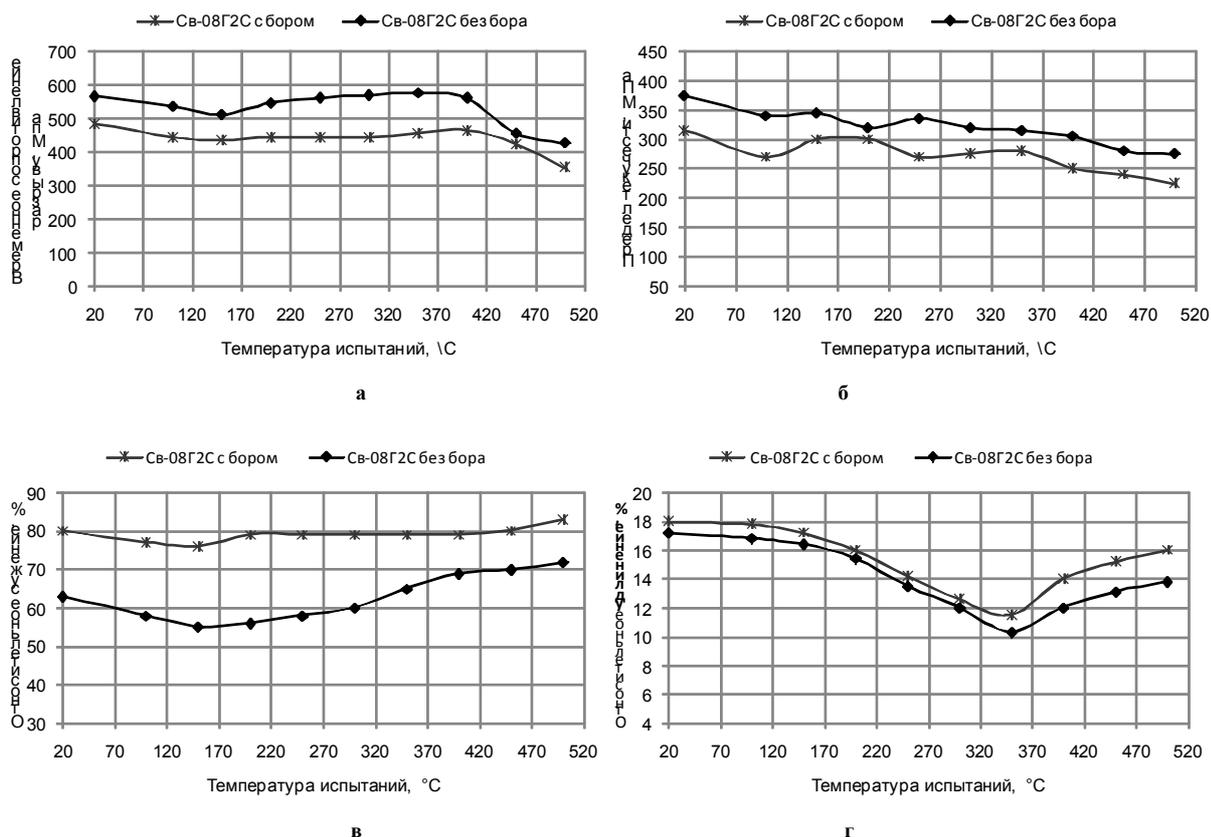


Рис. 3 – Влияние температуры на изменение механических свойств стали Sv-08Г2С при деформации растяжением:
 а – временное сопротивление разрыву;
 б – предел текучести;
 в – относительное сужение;
 г – относительное удлинение

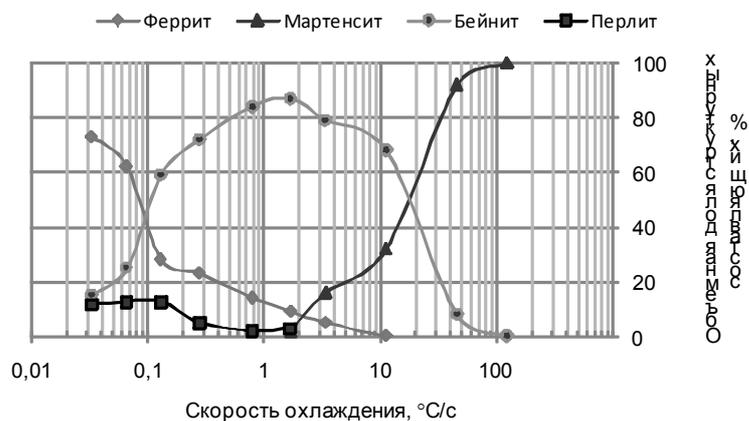


Рис. 4 – Структурная диаграмма превращений аустенита стали Sv-08Г2С при непрерывном охлаждении с различными скоростями

Для определения склонности металла к повышению его способности к равномерному формоизменению представляло интерес провести исследования влияния режимов ДТО на показатель степени деформационного упрочнения бунтового проката. Сравнительный анализ выполнен на образцах металла из стали С86D (табл. 1). Борсодержащий бунтовой прокат производился с использованием высокотемпературного режима ДТО без стадии водяного охлаждения металла перед раскладкой его витками на транспортер (температура виткообразования $\sim 1030 \pm 10$ °C). Количество перлита 1 балла (ГОСТ 8233-56) в структуре металла составило ~ 87 %, а среднее межпластиночное расстояние в перлите – 0,148 мкм. Прокат без бора изготавливался по режиму стандартного Стелмор-процесса с использованием водяного ох-

лаждения металла перед раскладкой на витки (температура виткообразования $\sim 940 \pm 10$ °C). Количество сорбитообразного перлита 1 балла в структуре металла составило ~ 61 %, а среднее межпластиночное расстояние 0,186 мкм.

Исследуемые образцы подвергали испытаниям на растяжение с записью технических диаграмм в координатах $\sigma - \varepsilon$ (рис. 5), которые с помощью табличного процессора по закону сохранения объема перестраивали в истинные диаграммы деформации в координатах $S - e$. Внешний вид протяженного участка за условным пределом текучести диаграмм растяжения свидетельствует о достаточно высоком уровне пластичности металла исследуемых сталей. При этом металл без бора по сравнению с борсодержащим прокатом характеризуется более низким значением временного сопротивления и локализованного удлинения (относительного сужения). Более высокие значения относительного сужения и временного сопротивления борсодержащей стали могут быть объяснены влиянием боронитридных частиц на облегчение локализации деформации при растяжении и дополнительным упрочнением по механизму Орована соответственно [22].

Истинные диаграммы аппроксимировали уравнением Холломона (1) в соответствии с методикой стандарта ISO 10275:2007. После логарифмирования выражения (1), оно преобразуется в линейное уравнение (2) в координатах $\lg S - \lg e$:

$$\lg S = \lg K + n \lg e \quad (2)$$

Тангенс угла наклона выражения (2) соответствует показателю степени деформационного упрочнения, а ордината пересечения прямой с осью $\lg S$ равна $\lg K$. Результаты аппроксимации приведены на рис. 6. и в табл. 2 .

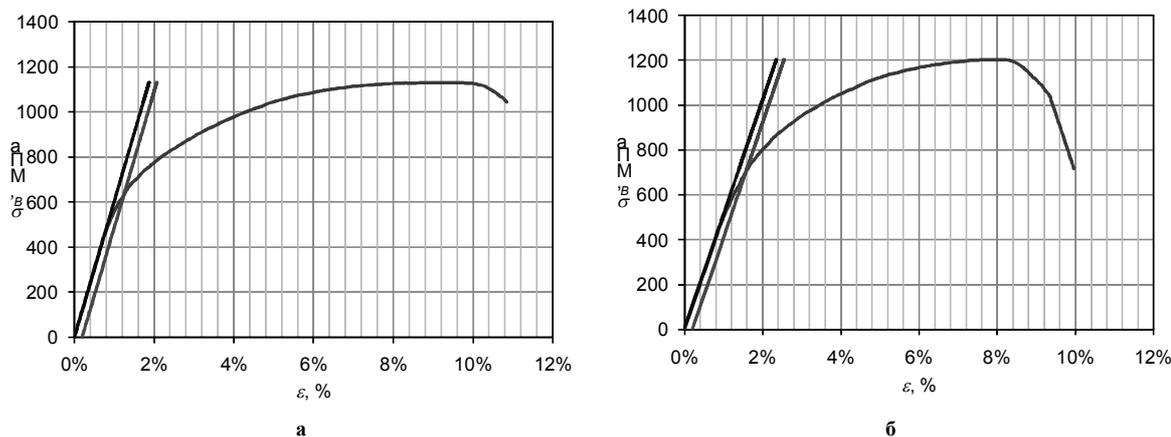


Рис. 5 – Технические диаграммы растяжения бунтового проката из стали С86D диаметром 10,0 мм:
а – сталь без бора;
б – сталь с бором

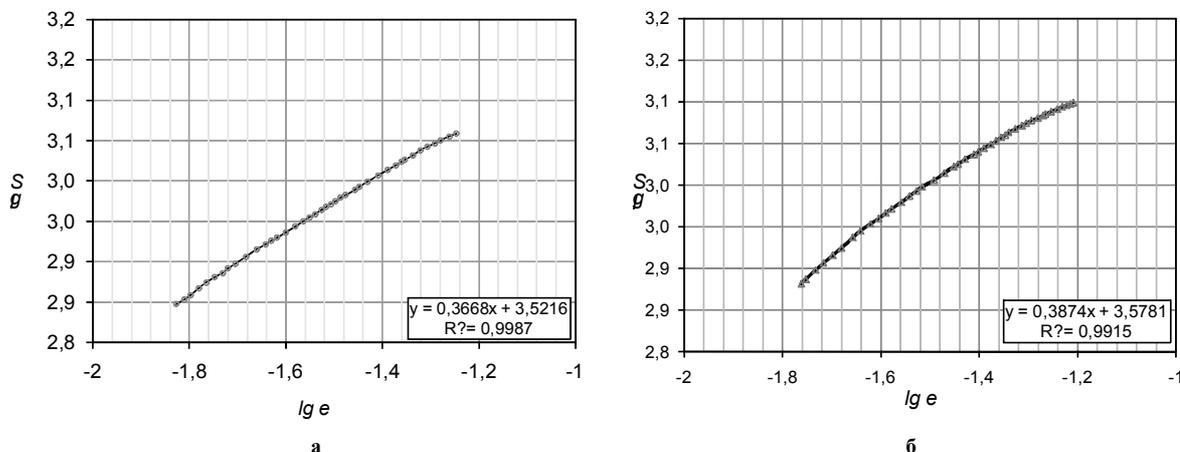


Рис. 6 – Логарифмическая зависимость истинного напряжения от истинной деформации при растяжении образцов бунтового проката из стали С86D диаметром 10,0 мм:
а – сталь без бора;
б – сталь с бором

Результаты испытаний исследуемых сталей

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_e , МПа	n	K , МПа
C86D ¹	631	1130	0,367	3323
C86D ²	701	1202	0,387	3785

Примечание: 1 – сталь без бора; 2 – сталь с бором (см. табл. 1).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что повышение среднего межпластиночного расстояния в перлите приводит к уменьшению степени и коэффициента деформационного упрочнения бунтового проката. Следовательно, наряду с влиянием химического состава высокоуглеродистых сталей [23] на деформационное упрочнение, значимое влияние оказывает и параметр структуры стали – межпластиночное расстояние (S_0). Борсодержащий прокат из стали C86D характеризуется более высокими значениями временного сопротивления (\sim на 72 МПа), содержания азота общего (в 7 раз), азота свободного (\sim в 5,7 раза) и суммарной концентрации примесей цветных металлов ($\Sigma_{(Cr+Ni+Cu)}$ \sim в 3,1 раза). Несмотря на существующие различия, бунтовой прокат без бора имеет более низкие значения степени и показателя деформационного упрочнения, а также меньший запас технологической пластичности ($\psi = 21 \dots 24 \%$) по сравнению с борсодержащей сталью ($\psi = 28 \dots 32 \%$). Установленный эффект может быть объяснен увеличением числа стадий деформации, обусловленных различием химического состава сталей и влиянием дислокационной субструктуры горячей деформации, полученной при ДТО, на особенности формирования пластинчатого перлита в исследуемом прокате. Вследствие вышеуказанных причин, процесс деформации усложняется, а на графике в осях $\lg S - \lg e$ (рис. 7, б) появляются соответствующие перегибы.

Выводы

1. Исследовано влияние бора на снижение склонности к динамическому деформационному старению при различных температурах разогрева бунтового проката из высокоуглеродистой стали и сталей сварочного назначения. Борсодержащие стали обладают более стабильными значениями механических свойств при температурах реального технологического процесса (волочения) 150 ... 300 °С, что позволяет с большой точностью (± 30 МПа) прогнозировать класс прочности холоднодеформированной проволоки, а также повышать технологическую пластичность бунтового проката.

2. Установлено, что сталь без бора по сравнению с борсодержащим прокатом характеризуется более низким значением временного сопротивления и локализованного удлинения (относительного сужения). Более высокие значения относительного сужения и временного сопротивления борсодержащей стали могут быть объяснены влиянием сформированных частиц нитридов бора на облегчение локализации деформации при растяжении и дополнительным упрочнением по механизму Орована соответственно.

3. Показано, что повышение межпластиночного расстояния в перлите (S_0) приводит к уменьшению степени деформационного упрочнения (n) и, следовательно, способности металла к равномерному формоизменению. Это свидетельствует о том, что S_0 оказывает значимое влияние на показатель n , воздействуя на дислокационную субструктуру металла, формирующуюся в процессе деформации.

4. С использованием методики анализа деформационного упрочнения при растяжении бунтового проката показано, что сталь без бора характеризуется более низким значением показателя степени деформационного упрочнения n и, соответственно, пониженной пластичностью по сравнению с борсодержащим металлом. Такой эффект может быть объяснен увеличением числа стадий деформации, обусловленных различием химического состава сталей и влиянием дислокационной субструктуры горячей деформации, полученной при ДТО, на особенности формирования пластинчатого перлита в исследуемом прокате. Вследствие чего процесс деформации усложняется, что характеризуется появлением соответствующих перегибов на графике в осях $\lg S - \lg e$ для борсодержащего проката.

Литература

1. Гриднев В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали [Текст] / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – К. : Наук. думка, 1974. – 231 с.
2. Hollomon J. H. Tensile deformation // Trans. AIME. – 1945. – Vol. 162. – P. 268-290.
3. Штремель М. А. Прочность сплавов. Ч II. Деформация / М. А. Штремель. – М. : МИСИС, 1997. – 527 с.
4. Hart E.W. Theory of the tensile test // Acta Metallurgica. – 1967. – Vol. 15 – № 2. – P. 351-355.

5. Материалы металлические. Листы и полосы. Определение коэффициента деформационного упрочнения при растяжении: ISO 10275:2007. – [Дейст. с 2007-06-01]. – Женева, 2007. – 10 с.
6. Morrison W. B. The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel // *Trans. of the ASM.* – 1966, –Vol. 59. – P. 824-846.
7. Моррисон В. Б. Пластичность сплавов со сверхмелким зерном / В. Б. Моррисон, Р. Л. Миллер // *Сверхмелкое зерно в металлах.* – М.: Металлургия, 1973. – С. 181-205.
8. Губенко С. И. Деформация металлических материалов / С. И. Губенко, В. В. Парусов. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2006. – 316 с.
9. Пирогов В. А., Фетисов В. П., Вакуленко И. А. Влияние структурных параметров на деформируемость углеродистых сталей / В. А. Пирогов, В. П. Фетисов, И. А. Вакуленко // *Сталь.* – 1986. – №10. – С. 73-76.
10. Лизунов В. И. Композиционные стали. – М.: Металлургия, 1978. – 151 с.
11. Webb W. W., Forgeng W. D. Mechanical behavior of microcrystals / W. W. Webb, W. D. Forgeng // *Acta Metallurgica.* – 1957. – Vol. 28. – № 12. – P. 462-469.
12. Функе П. Влияние режима патентирования на структуру и механические свойства катанки из высокоуглеродистой стали / П. Функе, Г. Краутмахер, Р. Кольгрюбер // *Черные металлы,* 1982. – № 2. – С. 28-35.
13. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов, 4-ое изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
14. Бабич В.К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
15. Фетисов В. П. Деформационное старение стали при волочении проволоки. – Минск: Белгорстанкинпромиздат, 1996. – 121 с.
16. Парусов В. В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки // В. В. Парусов, А. Б. Сычков, Э. В. Парусов. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2012. – 376 с.
17. Нестеренко А. М., Сычков А. Б., Полуэктов В. Ю. Характер изменения механических свойств катанки из стали марки Св-08Г2С при деформационном старении. – Сб. научных трудов. Строительство, материаловедение, машиностроение. – Днепропетровск: ПГАСА, 2009. – Вып. 48, ч. 3. – С. 59-63.
18. Взаимосвязь предельной деформируемости бунтового проката при волочении с параметрами его микроструктуры / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, В. А. Луценко [и др.] // *Литье и металлургия.* – 2016. – № 3 (84). – С. 75-82.
19. Освоение производства катанки и проволоки из микролегированной бором качественной углеродистой стали, разлитой в заготовки малого сечения / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, А. М. Нестеренко [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2000. – № 4. – С. 48-51.
20. Исследование качественных характеристик катанки сварочного назначения марки Св-08Г2С / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, И. Н. Чуйко [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2014. – № 5. – С. 54-56.
21. Структура и свойства катанки для изготовления электродов и сварочной проволоки / А. Б. Сычков, В. В. Парусов, А. М. Нестеренко [и др.]. – Бендеры: Полиграфист, 2009. – 608 с.
22. О влиянии дислокационной субструктуры горячей деформации и микродобавок бора на формирование пластинчатого перлита в процессе непрерывного охлаждения бунтового проката / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. Б. Сычков [и др.] // *Металознавство та термічна обробка металів.* – Дніпро: ДВНЗ «ПДАБА», 2016. – № 3. – С. 40-47.
23. Влияние химического состава высокоуглеродистой катанки на деформационное упрочнение при волочении / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, В. А. Луценко [и др.] // Сб. научных трудов. Строительство, материаловедение, машиностроение. – Днепропетровск: ПГАСА, 2006. – Вып. 36. – Ч.1. – С. 114-119.

Поступила в редакцію 23.11.2016

Parusov E. V., Sychkov A. B., Gubenko S. I., Parusov O. V., Ambrazhey M. Yu. **On addiction the rolled steel to strain aging at drawing process.**

The influence of the chemical composition of the steel in the tendency to strain aging the rolled steel at various temperatures was researched. It was shown that boron steels have a more stable values of mechanical properties at temperatures of a real process (drawing) 150...300 °C, which allows a high degree of accuracy (± 30 MPa) to predict the strength class of cold-wire, as well as improve the technological plasticity rolled steel at drawing.

The steel without boron as compared with a boron rental is characterized by lower values of tensile strength, elongation localized (relative reduction) and strain hardening exponent n it was found.

It was shown that an increase in pearlite interlamellar distance (S_0) reduces the degree of strain hardening (n) and hence the ability of the metal to the uniform formability. This shows that S_0 has a significant impact on the index of the n , acting on the dislocation of the metal substructure, emerging in the deformation process.

Keywords: rolled steel, strain aging, chemical composition, mechanical properties, drawing.

References

1. Gridnev V. N., Gavrilyuk V. G., Meshkov Yu. Ya. Prochnost i plastichnost holodnodeformirovannoy stali, K.: Nauk. dumka, 1974, 231 p.
2. Hollomon J. H. Tensile deformation. Trans. AIME, 1945, Vol. 162, pp. 268-290.
3. Shtremel M. A. Prochnost splavov. Ch II. Deformatsiya. M.: MISIS, 1997, 527 p.
4. Hart E.W. Theory of the tensile test. Acta Metallurgica, 1967, Vol. 15, No 2, pp. 351-355.
5. Materialyi metallicheskie. Listyi i polosyi. Opredelenie koeffitsienta deformatsionnogo uprochneniya pri rastyazhenii: ISO 10275:2007. Zheneva, 2007, 10 p.
6. Morrison W. B. The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel. Trans. of the ASM. 1966, Vol. 59, pp. 824-846.
7. Morrison V. B., Miller R. L. Plastichnost' splavov so sverhmelkim zernom. Sverhmelkoe zerno v metallah. M.: Metallurgiya, 1973, pp. 181-205.
8. Gubenko S. I., Parusov V. V. Deformatsiya metallicheskikh materialov. Dnepropetrovsk: ART-PRESS, 2006, 316 p.
9. Pirogov V. A., Fetisov V. P., Vakulenko I. A. Vliyanie strukturnykh parametrov na deformiruemost' uglerodistykh stalej. 1986, No 10, pp. 73-76.
10. Lizunov V. I. Kompozitsionnye stali. M.: Metallurgiya, 1978, 151 p.
11. Webb W. W., Forgeng W. D. Mechanical behavior of microcrystals. Acta Metallurgica, 1957, Vol. 28, No 12, pp. 462-469.
12. Funke P., Krautmaher G., Kol'gryuber R. Vliyanie rezhima patentirovaniya na strukturu i mekhanicheskie svoystva katanki iz vysokouglerodistoy stali. Chernye metally, 1982, No 2, pp. 28-35.
13. Novikov I. I. Teoriya termicheskoy obrabotki metallov, 4-oe izd., pererab. i dop., M.: Metallurgiya, 1986, 480 p.
14. Babich V. K., Gul' YU. P., Dolzhenkov I. E. Deformatsionnoe starenie stali. M.: Metallurgiya, 1972, 320 p.
15. Fetisov V. P. Deformatsionnoe starenie stali pri volochenii provoloki. Minsk: Belgorstankinpromizdat, 1996, 121 p.
16. Parusov V. V., Sychkov A. B., Parusov E. V. Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy proizvodstva vysokoehffektivnykh vidov katanki. Dnepropetrovsk: ART-PRESS, 2012, 376 p.
17. Nesterenko A. M., Sychkov A. B., Poluehktov V. YU. Karakter izmeneniya mekhanicheskikh svoystv katanki iz stali marki Sv-08G2S pri deformatsionnom starenii. Sb. nauchnykh trudov. Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie, Dnepropetrovsk: PGASA, 2009, Vyp. 48, ch. 3, pp. 59-63.
18. Parusov E. V., Gubenko S. I., Lucenko V. A. Vzaimosvyaz' predel'noj deformiruемости buntovogo prokata pri volochenii s parametrami ego mikrostruktury. Lit'e i metallurgiya, 2016, No 3 (84), pp. 75-82.
19. Parusov V. V., Sychkov A. B., Nesterenko A. M. Osvoenie proizvodstva katanki i provoloki iz mikrolegirovannoy borom kachestvennoj uglerodistoy stali, razlitoj v zagotovki malogo secheniya. Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost', 2000, No 4, pp. 48-51.
20. Parusov V. V., Chujko I. N., Parusov O. V., Parusov E. V., Sahura L. V., Sivak A. I. Issledovanie kachestvennykh karakteristik katanki svarochnogo naznacheniya marki Sv-08G2S. Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost', 2014, No 5, pp. 54-56.
21. Sychkov A. B., Parusov V. V., Nesterenko A. M. Struktura i svoystva katanki dlya izgotovleniya ehlektrodov i svarochnoy provoloki. Bendersy: Poligrafist, 2009, 608 p.
22. Parusov E. V., Gubenko S. I., Sichkov A. B., Sahura L. V. O vliyanii dislokatsionnoy substrukturnoy goryachej deformatsii i mikrodozavok bora na formirovanie plastinchatogo perlita v processe nepreryvnogo ohlazhdeniya buntovogo prokata. Metalloznavstvo ta termichna obrobka metaliv, Dnipro: DVNZ «PDABA», 2016, No 3, pp. 40-47.
23. Parusov E. V., Parusov V. V., Lucenko V. A. Vliyanie himicheskogo sostava vysokouglerodistoy katanki na deformatsionnoe uprochnenie pri volochenii. Sb. nauchnykh trudov. Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie, Dnepropetrovsk: PGASA, 2006, Vyp. 36, Ch.1, pp. 114-119.